

**(43)Date of publication of application : 31.01.2002**

**C23C 8/22**

(72)Inventor : MATSUI KATSUYUKI  
ANDOU HASHIRA

<http://www19.indl.ncini.gov.in/D41/result/detail/main/...A A A...B...DDA 41 40000 / ...>

[Date of requesting appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号  
特開2002-30344  
(P2002-30344A)

(43) 公開日 平成14年1月31日 (2002.1.31)

(51) Int. Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テーム(参考)
C 2 1 D 9/32		C 2 1 D 9/32	A 4 K 0 2 8
B 2 4 C 1/10		B 2 4 C 1/10	D 4 K 0 4 2
			F
			G
C 2 1 D 1/06		C 2 1 D 1/06	A
審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 11 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2000-223965(P2000-223965)

(22) 出願日 平成12年7月19日 (2000.7.19)

(71) 出願人 000000170

いすゞ自動車株式会社

東京都品川区南大井6丁目26番1号

(72) 発明者 松井 勝幸

神奈川県川崎市川崎区殿町3丁目25番1号

いすゞ自動車株式会社川崎工場内

(72) 発明者 安藤 桂

神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5

(74) 代理人 100068021

弁理士 嗣谷 信雄

Fターム(参考) 4K028 AA01 AB01 AB06 AC03

4K042 AA18 BA04 CA06 CA08 CA10

DA01 DB01

(54) 【発明の名称】 機械構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材

## (57) 【要約】

【課題】 応力比が正の荷重条件の時の疲労強度に優れた機械構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材を提供するものである。

【解決手段】 本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質方法は、機械構造用合金鋼の表面に真鍮浸炭処理を施した後、その表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さい2段ショットピーニング処理を施し、機械構造用合金鋼の表面直下に、高い圧縮残留応力を導入すると共に、表面粗さを低下させたものである。また、2段ショットピーニング処理の前工程に、超急速・短時間の加熱急冷処理を施してもよい。

2

【請求項1】 機械構造用合金鋼の表面に真空中炭素焼を施した後、その表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施し、機械構造用合金鋼の表面直下に、高い圧縮残留応力を導入すると共に、表面粗さを低下させることを特徴とする機械構造用合金鋼の表面改質方法。

【請求項3】 上記ダブルショットピーニング処理として、ショット粒径が400~800 $\mu\text{m}$ の1段目のショットピーニング処理を施した後、ショット粒径が100 $\mu\text{m}$ 以下の2段目のショットピーニング処理を施す請求項1又は請求項2記載の機械構造用合金鋼の表面改質方法。

【請求項5】 機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施し、その真空浸炭処理後の表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施してなることを特徴とする機械構造用合金鋼の表面改質材。

【請求項6】 機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施し、その真空浸炭処理後の表面に、超急速・短時間の加熱急冷処理を施し、その加熱急冷処理後の表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施してなることを特徴とする機械構造用合金鋼の表面改質材。

【請求項7】 上記機械構造用合金鋼の化学成分が、  
C:0.15~0.25wt%、Mn:0.40~1.00wt%、Mo:0.15~0.60wt%、Cr:0.05~1.35wt%、Ni:0.05~2.00wt%、Si:0.03~0.35wt%、P:0.030wt%以下、S:0.030wt%以下、残部がFe及び不可避不純物である請求項5又は請求項6に記載の機械構造用合金鋼の表面改質材。

【請求項8】 表面炭素濃度が0.7~0.9wt%である請求項5から請求項7いずれかに記載の鉄鉻構造用合金鋼の表面改質材。

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、機械推進用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材に係り、特に、歯車の歯面改質方法及び歯面改質材に関するものである。

**[0002]**

【従来の技術】物流の高効率化、環境保全、及び資源保障の観点から、自動車用エンジンの高出力化や自動車の軽量化が図られている。このため、自動車用の燃費にお

【0003】自動車用歯車の疲労強度を向上させるべく、歯車の表面（歯面）に様々な表面改質処理が施されている。この表面改質処理としては、従来、浸炭焼入れ・焼戻し処理や、浸炭焼入れ・焼戻し処理とショットピーニング処理の複合処理が多く用いられている。

[ 000A ]

【昆明が解決しようとする課題】しかしながら、これらの処理を施してなる橋車の、応力比(R)が正(例えば、0.1)の荷重条件の時の疲労限は、せいぜい1000MPa程度であり、疲労強度の更なる向上が望まれている。

【0005】以上の事情を考慮して創案された本発明の目的は、応力比が正の高重条件の時の疲労強度に優れた鐵鉋構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材を提供することにある。

[0006]

【課題を解決するための手段】上記目的を達成すべく本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質方法は、機械構造用合金鋼の表面に真空炭炭処理を加した後、その表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施すものである。

【0007】以上の方法によれば、機械構造用合金鋼の表面近傍の硬さが硬くなり、表面における表面異常組織の生成を防止でき、組織中の残留オーステナイト量を低減させ、かつ、表面に高い圧縮残留応力を導入することができる。また、機械構造用合金鋼の表面粗さを低下させることができる。

30 【0008】また、上記ダブルショットピーニング処理の前工程に、超急速・短時間の加熱急冷処理を施してもよい。

【0009】また、上記ダブルショットピーニング処理として、ショット粒径が400~800 $\mu\text{m}$ の1段目のショットピーニング処理を施した後、ショット粒径が100 $\mu\text{m}$ 以下の2段目のショットピーニング処理を施すことが好ましい。

【0010】また、上記加熱急冷処理として、輪郭高周波焼入れ処理を施すことが好ましい。

40 【0011】一方、本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質材は、機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施し、その真空浸炭処理後の表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施してなるものである。

【012】また、本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質材は、機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施し、その真空浸炭処理後の表面に、超急速・短時間の加熱急冷処理を施し、その加熱急冷処理後の表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施してなるものである。

(3)

特開2002-30344

3

4

る。

【0013】以上の構成によれば、表面近傍の硬さが硬く、表面に異常組織が殆どなく、組織中の残留オーステナイト量が低く、かつ、表面に導入された圧縮残留応力が高い機械構造用合金鋼の表面改質材を得ることができる。

【0014】また、上記機械構造用合金鋼の化学成分が、C:0.15~0.25wt%、Mn:0.40~1.00wt%、Mo:0.15~0.60wt%、Cr:0.05~1.35wt%、Ni:0.05~2.00wt%、Si:0.03~0.35wt%、P:0.030wt%以下、S:0.030wt%以下、残部がFe及び不可避不純物であることが好ましい。

【0015】また、表面炭素濃度が0.7~0.9wt%であることが好ましい。

【0016】

【発明の実施の形態】以下、本発明の好適一実施の形態を説明する。

【0017】本発明者らが鋭意研究した結果、応力比(R)が正の荷重条件の時には、以下に示すことが、疲労強度向上にとって重要であるということを見出した。

【0018】(1) 表面近傍の硬さ(HV)を可能な限り向上させる。

【0019】(2) (1)と共に、表面直下に大きな圧縮残留応力を導入する。

【0020】(3) 製造工程の第1段階(Stage I)におけるき裂伝播距離を短くし、降伏応力を大きくするために、可能な限り結晶粒径を小さくする。

【0021】以上、(1)~(3)に基づいて、R≥0の荷重条件の時、浸炭焼入処理を施した機械構造用合金鋼の疲労強度を向上させる方法を詳細に検討すると、以下の5つの項目、すなわち、

- ① 粒界酸化層等の表面異常組織生成の低減・防止、
- ② 結晶粒の微細化、
- ③ 残留オーステナイト( $r_a$ )量の低減、
- ④ 表面直下の高硬さ化、
- ⑤ 表面直下に大きな圧縮残留応力(好ましくは降伏応力に等しい圧縮残留応力)を導入、

が重要な因子となる。

【0022】尚、ここで用いる機械構造用合金鋼の定義は、合金鋼素材及びそれを用いた部材である。

【0023】先ず、①を達成するためには、浸炭炉内の雰囲気中の低炭素分圧化が必要である。そのための浸炭処理法として、真空浸炭(Vacuum Carburizing(以下、VCと示す))を用いる。

【0024】次に、②を達成するためには、焼入れ時に、オーステナイト化温度への急速加熱や、急熱・急冷の繰返しが必要となる。それらを表現可能な焼入れ方法として、超急速・短時間の加熱急冷処理である輪郭高周

波焼入れ(Contour Induction Hardening(以下、CIHと示す))法が有用である。ここで、VC処理を施した機械構造用合金鋼に、CIH処理を施すことにより、硬さの向上と結晶粒の微細化を同時に達成することが可能となる。また、CIH処理により、機械構造用合金鋼の熱処理ひずみを低減させたり、表面直下に大きな圧縮残留応力を導入することができる。

【0025】次に、③~⑤を同時に達成する手段として、ショットピーニング法が挙げられる。特に、ダブルショットピーニング(Double Shot Peening(以下、DSPと示す))とし、かつ、2段目のピーニングに用いるショット粒径を1段目のピーニングに用いるショット粒径よりも小さい100μm以下とすることで、機械構造用合金鋼の疲労強度の向上の上で重要な、表面直下の残留応力分布や表面粗さを大幅に改善することができる。

【0026】以上を踏まえ、本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質方法は、先ず、機械構造用合金鋼(例えば、自動車用歯車)の表面に、表面炭素濃度低い値が0.7~0.9wt%のVC処理を施す。

【0027】次に、VC処理後の機械構造用合金鋼の表面に、ショット粒径が400~800μmの1段目のショットピーニング処理およびショット粒径が100μm以下の2段目のショットピーニング処理を順次施すことで、表面改質処理がなされた機械構造用合金鋼(機械構造用合金鋼の表面改質材)が得られる。

【0028】ここで、機械構造用合金鋼としては、応力比が正の荷重条件の時に高い疲労強度が要求される合金鋼であればよく、特に限定するものではないが、好ましくは自動車用歯車鋼、一般的な肌焼鋼などが挙げられる。この自動車用歯車鋼としては、例えば、化学成分が、C:0.15~0.25wt%、好ましくは0.18~0.22wt%、より好ましくは0.20前後、Mn:0.40~1.00wt%、好ましくは0.80~0.90wt%、より好ましくは0.85前後、Mo:0.15~0.60wt%、好ましくは0.30~0.50wt%、より好ましくは0.40前後、Cr:0.05~1.35wt%、好ましくは0.08~0.12wt%、より好ましくは0.10前後、Ni:0.05~2.00wt%、好ましくは0.08~0.12wt%、より好ましくは0.10前後、Si:0.03~0.35wt%、好ましくは0.05~0.07wt%、P:0.030wt%以下、S:0.030wt%以下、残部がFe及び不可避不純物であるものが挙げられる。

【0029】また、VC処理の処理条件は、機械構造用合金鋼の表面改質材で許容される表面異常組織の量(又は表面異常組織層の深さ)に応じて適宜選択されるものであり、特に限定するものではない。

【0030】さらに、DSP処理の処理条件は、機械構

40

50

【0036】次に、VC処理後の機械構造用合金鋼の表面に、超急速・短時間のCIT処理（加熱急冷処理）を施す。

【0044】VC処理の加熱は誘導加熱により行うと共に、浸炭ガスとしてはプロパンガスを用い、炉内圧力は $6.67 \times 10^{-2}$  kPa、表面炭素濃度値は0.8 wt%とした。また、浸炭処理条件は図1に示すよう

(5)

特開2002-30344

7

に、まず、1223Kで2880秒(48分)の浸炭処理を行った後、1173Kで60秒の1次浸炭処理を施し、窒素ガスによる冷却を行う。続いて、433Kで7200秒(2時間)の2次浸炭処理を施し、自然冷却を行った。

【0045】CIH処理は、図2に示すように、まず、周波数が3kHzの高周波を用い、1.5秒で925Kまで超急速・短時間の加熱を行った後、0.9秒放置し、その後、周波数が150kHzの高周波を用い、0.2秒で1137Kまで超急速・短時間の加熱を行い、スプレー焼入(spray hardening)を行う。続いて、周波数が3kHzの高周波を用い、0.5秒で483Kまで超急速・短時間の加熱を行った後、2.0秒放置し、その後、水冷を行う。

【0046】DSP処理における1段目のショットピーニングの条件は、空気圧が490kPa、ノズル径が10mm、ショット粒径が0.6mm、ショット硬度が約700HV、アークハイトが0.35mmCである。また、2段目のショットピーニングの条件は、空気圧が392kPa、ノズル径が4mm、ショット粒径が0.08mm、ショット硬度が約700HV、アークハイトが0.26mmNである。

【0047】(試験1)各供試歯車1~4の歯底R部をウィンドウ法でマスキングした後、所定の深さまで電解研磨し、残留オーステナイト( $\gamma_r$ )量および残留応力( $\sigma_r$ )の測定を行った。 $\gamma_r$ 量は、マルテンサイトと $\gamma_r$ のそれぞれの回折プロファイル面積比から求めた。

【0048】ここで、残留オーステナイト( $\gamma_r$ )量および残留応力( $\sigma_r$ )の測定装置としては、微小部X線測定装置を用いた。また、 $\gamma_r$ 量および $\sigma_r$ の測定部位は、曲げ疲労強度において特に重要な歯底フィレットR部の曲線方向とした。さらに、 $\gamma_r$ 量および $\sigma_r$ の測定には、X線としてCr-K $\alpha$ 線を用い、入射X線のビーム径は0.3mmとした。

【0049】(試験2)各供試歯車1~4について、疲労試験を行った。疲労試験方法としては、加圧用シャフト側の歯と固定用シャフト側の歯との間に荷重を負荷する2歯同時疲労試験を採用した。2歯同時疲労試験は、疲労限度に到達する試験体数が2個であることから、信頼性が高い疲労試験方法である。予め、負荷歯の歯底R部の鈍角側端部に貼付けた歪みゲージ(ゲージ長は0.2mm)出力と荷重との関係を求めておき、この関係から歯元応力を評価した。負荷条件は、応力比( $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$ )を0.1と一定、周波数を10Hz、応力波形を正弦波とした。尚、歯車の疲労限は、破断までのサイクル数を10<sup>7</sup>回とした時の繰返し応力とした。

【0050】まず、表面改質部の特性について評価を行う。

【0051】(1)表面粗さ

供試歯車1の表面粗さ( $R_{a1}$ )は8.0 $\mu$ mであっ

8

た。供試歯車2の $R_{a2}$ は5.6 $\mu$ mであり、供試歯車1より若干小さな値であった。供試歯車3の $R_{a3}$ は7.0 $\mu$ mであった。供試歯車4の $R_{a4}$ は4.6 $\mu$ mであり、供試歯車3より小さな値であった。以上の結果から、供試歯車1、3にDSP処理を施してなる供試歯車2、4では、 $R_{a}$ が改善されることがわかった。

【0052】(2)炭素濃度分布

各供試歯車1~4を構成するDSG1鋼と炭素濃度が略等しい機械構造用合金鋼材(SCM420H(JIS規格))からなる錠鋼( $\phi$ 25mm、長さ100mm)に機械加工を施し、炭素濃度分布測定用の試験片を作製した。また、炭素濃度測定方法には、JIS規格に準拠した赤外線吸収法を用いた。表面から深さ50 $\mu$ mの位置の炭素濃度は、0.77wt%であり、略目的炭素濃度となっていた。また、炭素濃度の計算結果と実測値とは略一致していた。

【0053】(3)焼入硬化層

供試歯車4の表面改質処理後の断面模式図を図3に示す。

【0054】図3に示すように、供試歯車4(図3中の31)の硬化層は、歯先部34から歯底部35に亘って略均一に浸炭されたVC層32と、二次焼入で生成したCIH層33で構成されている。ここで、CIH層33の層厚は、歯底部35と比較して歯先部34の方が厚くなっている。

【0055】(4)組織

供試歯車1、3、4の歯底R部の組織観察図を図4に示す。ここで、図4(a)~(c)は、それぞれ供試歯車1、3、4の観察図である。

【0056】供試歯車1の組織は、図4(a)に示すように、針状マルテンサイト+ $\gamma_r$ であった。また、VC処理を施していることから、表面異常組織は観察されなかった。供試歯車3の組織は、図4(b)に示すように、極めて微細なラス状マルテンサイト+ $\gamma_r$ であった。また、表面直下は、 $\gamma_r$ 量が多いため、白っぽくなっていた。さらに、VC処理およびCIH処理の複合処理を施していることから、供試歯車1と同様に、表面異常組織は観察されなかった。供試歯車4の組織は、図4(c)に示すように、極めて微細なラス状マルテンサイト+ $\gamma_r$ であった。表面直下には、供試歯車3のように $\gamma_r$ は観察されず、また、塑性流動した痕跡が僅かに観察された。

【0057】(5)結晶粒度

供試歯車1、3、4の歯底R部の旧オーステナイト結晶粒度の観察図を図5に示す。ここで、図5(a)は供試歯車1の200倍の観察図を、図5(b)、(c)は供試歯車3、4の600倍の観察図を示している。尚、オーステナイト結晶粒度番号(N)は、JIS規格に準拠して求めた。

【0058】図5(a)~(c)に示す供試歯車1、

3, 4のNは、それぞれNo.8.5, No.13.4, No.13.5であり、供試歯車3, 4の結晶粒度が特に微細であった。

【0059】ここで、各供試歯車1, 3, 4の結晶粒径を球と仮定し、Nから平均結晶粒径( $d_v$ )を求めた。その結果、供試歯車1の $d_v$ は20.3 $\mu\text{m}$ 、供試歯車3の $d_v$ は3.8 $\mu\text{m}$ 、供試歯車4の $d_v$ は3.7 $\mu\text{m}$ であった。これから、供試歯車3, 4の $d_v$ は極めて微細であることがわかる。このように、 $d_v$ が微細になるのは、超急速・短時間の加熱急冷処理であるC1H処理の二次結晶効果によるものである。

【0060】(6) 残留オーステナイト( $\gamma_r$ )量分布  
各供試歯車1~4の表面からの深さ( $\mu\text{m}$ )と $\gamma_r$ 量( $\text{vol}\%$ )との関係を図6に示す。ここで、白変印が供試歯車1を、黒四角印が供試歯車2を、白三角印が供試歯車3を、黒丸印が供試歯車4を示している。

【0061】供試歯車1の表面の $\gamma_r$ 量は11.5 $\text{vol}\%$ であった。また、 $\gamma_r$ 量の最大値は、深さ100 $\mu\text{m}$ の位置であり、その値は26.8 $\text{vol}\%$ であった。

【0062】供試歯車2の表面の $\gamma_r$ 量は1.8 $\text{vol}\%$ と非常に少なかった。また、 $\gamma_r$ 量の最大値は、深さ165 $\mu\text{m}$ の位置であるが、供試歯車1と比較して著しく少なく、その値は16.5 $\text{vol}\%$ であった。

【0063】供試歯車3の表面の $\gamma_r$ 量は24.5 $\text{vol}\%$ と極めて多く、供試歯車2の最大値よりも大きかった。また、 $\gamma_r$ 量の最大値は、深さ15 $\mu\text{m}$ の位置であり、その値は31.3 $\text{vol}\%$ であった。さらに、 $\gamma_r$ 量は、深さ210 $\mu\text{m}$ の位置でも21.2 $\text{vol}\%$ と高い値であった。これらの値は、VC処理のみを施した供試歯車1と比較しても非常に大きな値である。このように、VC処理後、C1H処理を施した供試歯車3の $\gamma_r$ 量が多いのは、炭素量が多く、かつ、図2に示した焼入れ加熱温度がやや高かったことに起因していると考えられる。

【0064】供試歯車4の表面の $\gamma_r$ 量は3.6 $\text{vol}\%$ と非常に少なかった。また、 $\gamma_r$ 量の最大値は、深さ100 $\mu\text{m}$ の位置であり、その値は23.8 $\text{vol}\%$ であった。このように、VC処理およびC1H処理後、DSP処理を施した供試歯車4の $\gamma_r$ 量は、供試歯車3の $\gamma_r$ 量と比較して非常に少なくなっていた。

【0065】 $r_t$ は疲労強度の上で有害であることから、歯車の疲労限を向上させるには、表面近傍の $r_t$ 量を少なくすることが重要である。以上の結果から明らかに、DSP処理を施した供試歯車2, 4は、DSP未処理の供試歯車1, 3と比較して、表面近傍の $r_t$ 量が著しく少なかった。これは、DSP処理によって、加工誘起マルテンサイト変態が起こり、 $\gamma_r$ がマルテンサイト化したためである。このことから、DSP処理を施すことで、疲労強度の上で有害な $r_t$ の相当量をマルテンサイト化することが可能であることがわかる。

【0066】(7) 硬さ分布

各供試歯車1~4の表面および表面近傍における硬さ分布を調べた。硬さの評価は、微小硬さ試験機を用いて行った。試験荷重は、JISに準拠して2.942Nとした。ただし、表面から10 $\mu\text{m}$ の位置の硬さは、2.942Nの荷重では測定不可能であるため、0.9807Nの荷重で測定した。

【0067】各供試歯車1~4の表面からの深さ( $\mu\text{m}$ )とビッカース硬さ(HV)との関係を図7に示す。ここで、白変印が供試歯車1を、黒四角印が供試歯車2を、白三角印が供試歯車3を、黒丸印が供試歯車4を示している。

【0068】供試歯車1における深さ10 $\mu\text{m}$ の位置のビッカース硬さは735HVであり、また、最大硬さは799HVであった。

【0069】供試歯車2における深さ10 $\mu\text{m}$ の位置のビッカース硬さは1040HVであり、極めて高い値であった。また、深さ200 $\mu\text{m}$ の位置においても、804HVという高い値を示した。ビッカース硬さは1040HVであり、極めて高い値であった。つまり、供試歯車2の最大硬さは、供試歯車1の最大硬さと比較して、約240HVも高かった。これは、前述したように、DSP処理によって、加工誘起マルテンサイト変態が起こり、 $r_t$ がマルテンサイト化したためである。

【0070】供試歯車3における深さ10 $\mu\text{m}$ の位置のビッカース硬さは784HVであり、供試歯車1と比較して約50HV高かった。また、最大硬さを示すのは深さ200 $\mu\text{m}$ の位置であり、その値は893HVであった。

【0071】供試歯車4における深さ10~75 $\mu\text{m}$ の位置のビッカース硬さは1057~1067HVであり、極めて高い値であった。また、深さ約200 $\mu\text{m}$ までは、供試歯車2より更に高い硬さを有していた。

【0072】ここで、供試歯車4の表面近傍で、1000HVを超える超高硬さが得られた原因としては、

① VC処理を施していることにより、粒界酸化などの表面異常組織が生成されなかった。

【0073】② C1H処理による超急速・短時間の加熱急冷処理により、表面近傍の硬さが上昇した。

【0074】③ DSP処理による塑性変形効果と、それによって生じた加工誘起マルテンサイト変態との重畳効果により、表面直下の硬さが著しく上昇した。

【0075】という3つの要因の複合効果によるものと考えられる。

【0076】(8) 残留応力( $\sigma_r$ )分布

各供試歯車1~4の表面からの深さ( $\mu\text{m}$ )と残留応力( $\sigma_r$ )との関係を図8に示す。ここで、白変印が供試歯車1を、黒四角印が供試歯車2を、白三角印が供試歯車3を、黒丸印が供試歯車4を示している。

【0077】供試歯車1の表面近傍においても、圧縮残留応力が導入されているが、その値は約390MPa前

積と小さい。

【0078】供試歯車2では極めて大きな圧縮残留応力が導入されており、その最大値(1838MPa)は表面であった。また、表面からの深さが90 $\mu$ mの位置においても、1173MPaという高い圧縮残留応力が導入されていた。しかし、表面からの深さが約200 $\mu$ m以上の領域では、供試歯車1と同程度の圧縮残留応力分布となっている。

【0079】供試歯車3の表面では801MPaの圧縮残留応力が導入されていた。また、最大残留応力は、1054MPaとそれ程高い値ではないものの、表面から、深さ約350 $\mu$ mまでの領域には、約900MPa以上の圧縮残留応力が導入されていた。これは、CIH処理による表面のみの超急速・短時間の加熱急冷処理の効果によるものである。

【0080】供試歯車4では極めて大きな圧縮残留応力が導入されており、その最大値(1862MPa)は表面であった。また、供試歯車3と同様に、表面から、深さ約250 $\mu$ mまでの領域には、約900MPa以上の圧縮残留応力が導入されていた。

【0081】ここで、供試歯車2、4の表面近傍で、極めて高い圧縮残留応力が得られたのは、前述した(7)硬さ分布における②および③と同じ効果によるものと考えられる。

【0082】次に、疲労強度と疲労試験後の残留応力分布について評価を行う。

【0083】(7) S-N線図

疲労試験は、供試歯車1、2、4に対して行った。供試歯車1、2、4のS-N線図を図9に示す。ここで、歯輪は破断までのサイクル数(回)を、縦軸は疲労強度( $\sigma$ , (MPa))を示している。また、白菱印が供試歯車1を、黒四角印が供試歯車2を、黒丸印が供試歯車4を示している。

【0084】図9に示すように、VC処理のみを施した供試歯車1の疲労限( $\sigma_{-1}$ )は883MPaであった。また、供試歯車2の $\sigma_{-1}$ は1931MPaであり、供試歯車1の $\sigma_{-1}$ の2.18倍であった。さらに、供試歯車4の $\sigma_{-1}$ は2207MPaであり、供試歯車1の $\sigma_{-1}$ の2.50倍であった。

【0085】ここで、供試歯車2、4において、極めて高い $\sigma_{-1}$ が得られた原因としては、

① VC処理を施していることにより、粒界酸化などの表面異常組織が生成されなかった。

【0086】② DSP処理により、表面近傍の $r_s$ 値が著しく低減した。

【0087】③ DSP処理の効果により、1000HV以上の超高硬さが得られた。

【0088】④ 表面に1800MPa以上の極めて高い圧縮残留応力を導入することができた。

【0089】という4つの要因の複合効果によるものと

考えられる。

【0090】また、供試歯車2の $\sigma_{-1}$ より、供試歯車4の $\sigma_{-1}$ の方が270MPa以上高くなったのは、CIH処理の効果により、 $d_s$ が極めて微細になったためであると考えられる。

【0091】(7) 破面観察

各供試歯車1~4の破面を観察すると、疲労破断起点は、いずれも歯すじ方向端部の鈍角側であった。また、疲労き裂は、表面から発生していた。

【0092】(7) 疲労試験後の残留応力分布

供試歯車の疲労強度に対する高い圧縮残留応力の有効性を確認するため、疲労限(10'回)まで到達した歯車の残留応力分布を計測した。ここで、計測には、供試歯車2を用いた。

【0093】供試歯車2の表面からの深さ( $\mu$ m)と残留応力( $\sigma_r$ )との関係を図10に示す。ここで、黒四角印が疲労試験前を、白四角印が1710MPaの荷重で、10'回の疲労試験を行った後を、黒丸印が1931MPaの荷重で、10'回の疲労試験を行った後を示している。

【0094】図10に示すように、1710MPaの荷重で、10'回の疲労試験を行った後の供試歯車2の歯底R部には、疲労試験後にも1540MPaという極めて高い圧縮残留応力が存在していることがわかる。また、試験条件が1931MPaの荷重で、10'回の疲労試験を行った後の供試歯車2の歯底R部には、疲労試験後にも1627MPaという高い圧縮残留応力が存在している。

【0095】図示しないが、他の供試歯車1、3、4においても、表面においては、疲労試験前後で圧縮応力が211~298MPa低下しており、また、表面からの深さが約50 $\mu$ m以上の領域では、疲労試験前後の圧縮残留応力分布に殆ど差異は認められなかった。

【0096】つまり、 $R \geq 0$ の場合、疲労試験によって圧縮残留応力はあまり消失しないと考えられる。

【0097】次に、表面改質特性の疲労強度に及ぼす影響について評価を行う。

【0098】S50Cからなる母材に窒素ガスを主成分とする炭窒化処理を施したもので歯車1を、SCr420Hからなる母材に吸熱性ガスを主成分とする浸炭処理を施したもので歯車2を、SCM420Hからなる母材に吸熱性ガスを主成分とする浸炭処理を施したもので歯車3を、SCM420Hからなる母材に窒素ガスを主成分とする浸炭処理を施したもので、歯車5はDSG1鋼からなる母材にVC処理を施したもので歯車4を、S50Cからなる母材にCIH処理を施したもので歯車6を、S50Cからなる母材にCIH処理およびDSP処理を施したもので歯車7を、DSG1鋼からなる母材にVC処理およびDSP処理を施したもので歯車8を、DSG1鋼からなる母材にVC処理、CIH処理、およびDS

(8)

特開2002-30344

13

14

P処理を施したもので歯車9を作製する。

\* [0100]

【0099】各歯車1～9の表面改質特性および疲労強度を表1に示す。

【表1】

\*

歯車	材料	表面改質処理	硬化層の厚さ (μm)	表面硬さ (HV)	圧縮残留応力 (MPa)	疲労強度 (MPa)
歯車1	550C	N/C	0	—	—	380
歯車2	SCr420H	E/C	10	23.7	—	685
歯車3	SCr420H	E/C	20	24.0	7.8	883
歯車4	SCr420H	N/C	7.5	18.9	7.3	783
歯車5	D881	VC	0	20.3	11.8	788
歯車6	350C	CIH	0	7.9	—	787
歯車7	350C	CIH/DSP	0	7.4	—	732
歯車8	D881	VC/DSP	0	26.3	1.8	1040
歯車9	D881	VC/CIH/DSP	0	3.7	3.8	1067

\*2: 窒素ガスを主成分とした軟質化処理

\*3: 吸熱性ガスを主成分とした表層処理

\*4: 窒素ガスを主成分とした浸透処理

【0101】(i) 表面硬さ及び最大圧縮残留応力 ( $\sigma_{max}$ ) と疲労強度 ( $\sigma_{-1}$ ) との関係

R=0.1の負荷条件で使用される歯車では、硬さ、最大圧縮残留応力、結晶粒度の表面改質特性の内、どの特性が最も有効であるかを検討してみた。そこで、先ず、降伏応力 ( $\sigma_y$ ) と最大圧縮残留応力 ( $\sigma_{max}$ ) の和を第1因子とし、この第1因子と歯車の疲労強度 ( $\sigma_{-1}$ ) との関係を考えてみた。

【0102】降伏応力 ( $\sigma_y$ ) と最大圧縮残留応力 ( $\sigma_{max}$ )

$$\sigma_{-1} = 0.478 (\sigma_y + \sigma_{max}) - 454 \quad \text{①}$$

この結果、 $\sigma_{-1}$ が高い歯車8、9では、1000HV以上の超高硬さで、かつ、表面に1800MPa以上の高い圧縮残留応力が導入されている。また、 $\sigma_{-1}$ が1710MPaの歯車7にも、表面直下に1514MPaの高い圧縮残留応力が導入されている。さらに、表面直下に高い圧縮残留応力を導入することにより、応力拡大係数 (K値) は、表面近傍だけではなく内部の方まで小さくなる。したがって、CIH処理およびDSP処理の組み合わせること、表面直下の高硬化と高圧縮残留応力の導入が可能となり、歯車の疲労強度を向上させる上で極めて有効と考えられる。

【0105】(ii) 結晶粒度の疲労強度 ( $\sigma_{-1}$ ) に及ぼす影響

図11に示したように、結晶粒度 ( $d$ ) が微細な歯車

$$\sigma_{-1} = 0.478 (\sigma_y + \sigma_{max}) + a + b d \quad \text{②}$$

(ここで、a、bは定数、 $d$ の単位はμmである)

図11の全ての実験結果から②式のaおよびbを求める。②式は、次に示す③式のように表される。

$$\sigma_{-1} = 0.478 (\sigma_y + \sigma_{max}) + 1.363 d \quad \text{③}$$

50

ここで、 $\sigma_y$  は  $HV \cdot N/3$  (MPa) とした (図7の単位系では、HVの単位は  $Kg/cm^2$  であり、 $\sigma_y = 3.27 HV$  (MPa))。

【0103】図11に示すように、 $\sigma_{-1}$  は  $\sigma_y + \sigma_{max}$  に比例し、 $\sigma_y + \sigma_{max}$  の増加に伴って  $\sigma_{-1}$  も増加している。この関係を最小二乗法で求めると、以下に示す④式 (図11中の直線L) が得られる。

【0104】

30大車9 ( $d = 3.7 \mu m$ )、歯車7 ( $d = 7.4 \mu m$ )、歯車6 ( $d = 7.9 \mu m$ ) では、 $\sigma_{-1}$  がいずれも直線Lの上側に位置している。これに対して、結晶粒度 ( $d$ ) が大きい歯車8 ( $d = 20.3 \mu m$ )、歯車5 ( $d = 20.3 \mu m$ )、歯車3 ( $d = 21.0 \mu m$ )、歯車2 ( $d = 29.7 \mu m$ ) では、 $\sigma_{-1}$  がいずれも直線Lの下側に位置している。

【0106】この結果、R=0.1の負荷条件においては、歯車の疲労強度を決定する第1因子は④式の ( $\sigma_y + \sigma_{max}$ ) であり、第2因子は結晶粒度であることがわかる。

【0107】そこで、疲労強度に関する④式は、次に示す⑤式のように表される。

【0108】

( $\sigma_{-1}$ ) との関係を図12に示す。

【0110】図12に示すように、R=0.1の条件で得られた歯車の疲労強度 ( $\sigma_{-1}$ ) とパラメータXとの間には、極めて良好な相関があることがわかる。

【0111】これらの結果から、降伏応力 ( $\sigma_y$ )、最

(9)

特開2002-30344

15

大圧縮残留応力 ( $\sigma_{\dots}$ )、および平均結晶粒径 ( $d$ )、と歯車の疲労限 ( $\sigma_{\dots}$ )との間に、比例関係があることがわかった。また、 $R \geq 0$ の負荷条件の歯車の疲労限を向上させるためには、表面近傍の高硬化および表面近傍に大きな圧縮残留応力を導入することが重要であるが、結晶粒径を小さくすることも重要であることがわかった。

【0112】以上、本発明の実施の形態は、上述した実施の形態に限定されるものではなく、他にも種々のものが想定されることは言うまでもない。

【0113】

【発明の効果】以上要するに本発明によれば、機械構造用合金鋼の表面に、真空浸炭処理とダブルショットピーニング処理または真空浸炭処理、超急速・短時間の加熱急冷処理、及びダブルショットピーニング処理を施すことで、応力比が正の荷重条件の時の疲労強度に優れた機械構造用合金鋼を得ることができるという優れた効果を発揮する。

【図面の簡単な説明】

【図1】実施例における浸炭処理の処理条件を示す図である。

【図2】実施例における輪郭高周波流入処理の処理条件を示す図である。

16

\*【図3】実施例における供試歯車4の表面改質処理後の断面模式図である。

【図4】実施例における供試歯車1、3、4の表面改質処理後の歯底R部の組織観察図である。

【図5】実施例における供試歯車1、3、4の表面改質処理後の歯底R部の旧オーステナイト結晶粒度の観察図である。

【図6】実施例における各供試歯車1～4の表面からの深さと残留オーステナイト含有量との関係を示す図である。

【図7】実施例における各供試歯車1～4の表面からの深さとビッカース硬さとの関係を示す図である。

【図8】実施例における各供試歯車1～4の表面からの深さと残留応力との関係を示す図である。

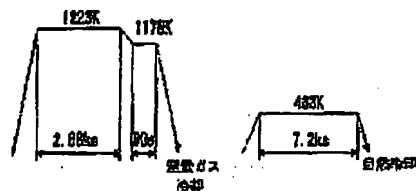
【図9】実施例における供試歯車1、2、4のS-N線図である。

【図10】実施例における供試歯車2の、疲労試験前後の表面からの深さと残留応力との関係を示す図である。

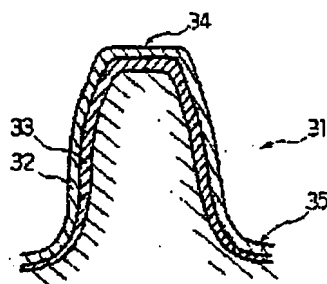
【図11】実施例における隠伏応力と最大圧縮残留応力の和と疲労限との関係を示す図である。

【図12】パラメータXと疲労限との関係を示す図である。

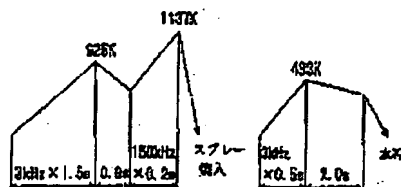
【図1】



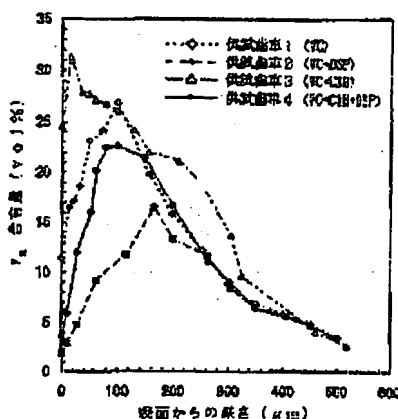
【図3】



【図2】



【図6】



【図4】



(a)



(b)



(c)

(10)

特開2002-30344

【図5】



(a)

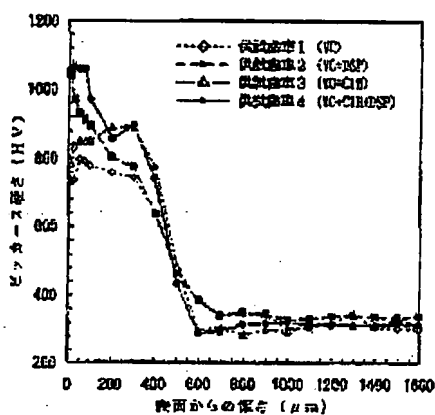


(b)

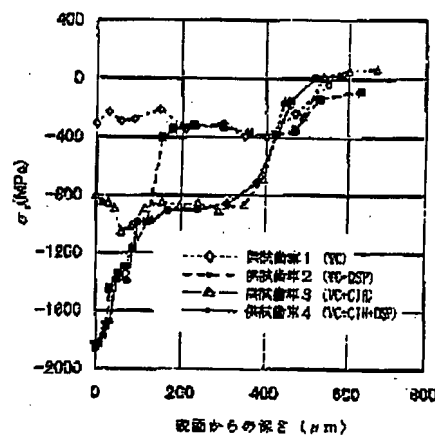


(c)

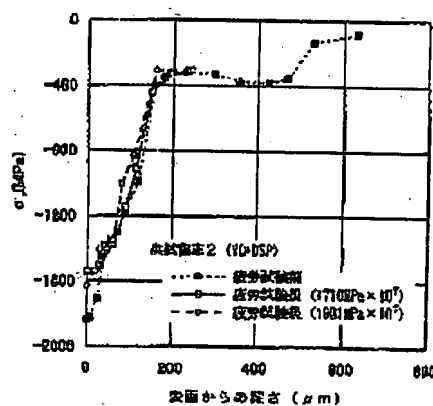
【図7】



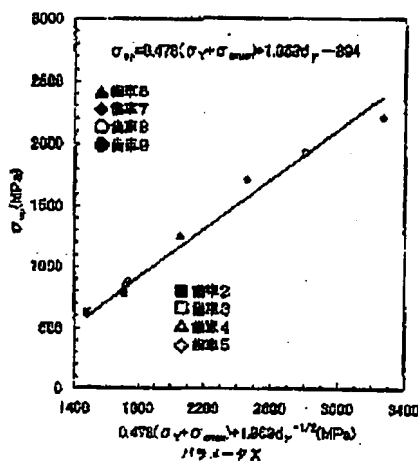
【図8】



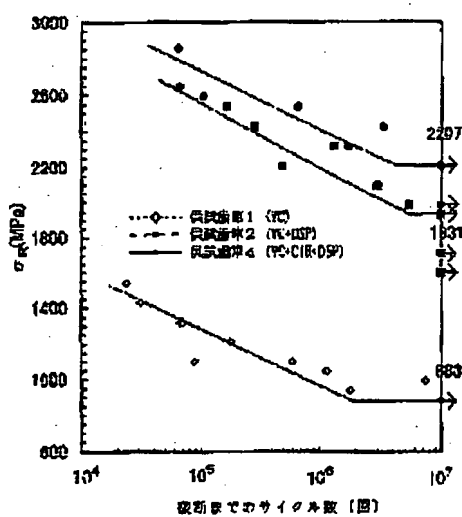
【図10】



【図12】



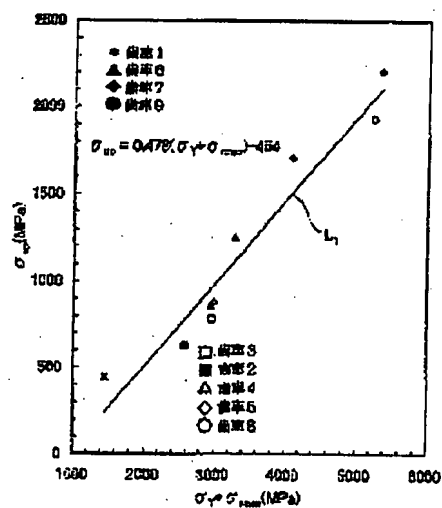
【図9】



(11)

特開2002-30344

【図11】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.	識別記号	F I	フ-コード (参考)
C21D 1/10		C21D 1/10	A
7/06		7/06	A
C22C 38/00	301	C22C 38/00	301N
38/44		38/44	
C23C 8/22		C23C 8/22	